

第 51 卷 第 2 期 金属学报 Vol.51 No.2
2015 年 2 月 第216-222页 ACTA METALLURGICA SINICA Feb. 2015 pp.216-222

磨球级配对MA-SPS原位合成$Al_{13}Fe_4$/Al复合材料的组织结构及力学性能的优化*

胡 娜 薛丽红 顾 健 李和平 严有为

(华中科技大学材料成形与模具技术国家重点实验室, 武汉 430074)

摘 要 采用机械合金化-放电等离子体烧结(MA-SPS)技术原位合成近全致密的$Al_{13}Fe_4$/Al复合材料. 在MA过程中采用磨球级配对材料的组织结构和性能进行了优化. 利用XRD, SEM, TEM, 显微硬度计和力学性能测试系统等手段对粉末及烧结试样的组织结构和性能进行了分析表征. 结果表明, 相同MA时间下, 采用磨球级配可有效提高球磨效果, 其粉末粒径分布更均匀, 固溶度也得到很大的提高. SPS烧结后, 复合材料的组织由α-Al和金属间化合物$Al_{13}Fe_4$ 2相构成. 金属间化合物$Al_{13}Fe_4$相的形态分为大颗粒(1~2 μm)、超细颗粒(0.1~1.0 μm)和纳米颗粒(20 nm) 3种, 其中大颗粒和超细颗粒$Al_{13}Fe_4$由未固溶的Fe与Al直接反应原位生成, 纳米颗粒$Al_{13}Fe_4$是Fe从过饱和Al(Fe)固溶体中析出生成. 采用磨球级配处理的Al-10Fe合金含有更多大颗粒α-Al和超细颗粒$Al_{13}Fe_4$, 因此它具有更优的综合力学性能, 显微硬度为227 HV, 抗压强度为845.8 MPa, 最大塑性变形量为13.6 %.

关键词 机械合金化, 放电等离子烧结, 原位合成, $Al_{13}Fe_4$/Al复合材料, 级配

中图法分类号 TG146.2 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)02-0216-07

OPTIMIZATION OF GRADING ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF $Al_{13}Fe_4$/Al COMPOSITES IN SITU SYNTHESIZED BY MECHANICAL ALLOYING AND SPARK PLASMA SINTERING

HU Na, XUE Lihong, GU Jian, LI Heping, YAN Youwei

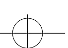
State Key Laboratory of Material Processing and Die & Mold Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074

Correspondent: XUE Lihong, professor, Tel: (027)87543876, E-mail: xuelh@mail.hust.edu.cn

Manuscript received 2014-05-27, in revised form 2014-09-21

ABSTRACT Al-Fe alloys are widely applied in automobile, aerospace, military industry and other fields owing to their high specific strength, high specific stiffness and good stability of the microstructure originating from the low diffusivity of Fe in Al. However, conventional casting method leads to inferior mechanical properties of Al-Fe alloys due to the coarse grain microstructure, which cannot meet application requirements. In this work, fully densed $Al_{13}Fe_4$/Al composites were fabricated by combination of mechanical alloying and spark plasma sintering (MA-SPS) approaches. Effect of gradation of grinding balls on microstructure and properties of composites was investigated by means of XRD, SEM, TEM, hardness and compressive test. The results showed that the size of powders became more uniform by ball gradation in MA treatment, and solid solubility was greatly enhanced as well. Furthermore, the Al-Fe powder after MA using a single grinding ball size showed the microstructure of tiny white Fe particles on the surface of each particle, while no white Fe particles were observed for the one with ball gradation, which confirmed that ball gradation was more beneficial to the mixture and solid solution of Al and Fe, resulting in more homogeneously distributed powders with smaller particle sizes of 10 μm. The composites after SPS

* 收到初稿日期: 2014-05-27, 收到修改稿日期: 2014-09-21
作者简介: 胡 娜, 女, 1990年生, 硕士生
DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00283



contained α-Al phase and intermetallic compound $Al_{13}Fe_4$. Three types of $Al_{13}Fe_4$ were observed: large particles (1~2 μm), ultrafine particles (0.1~1.0 μm) and nano-particles (about 20 nm). The large particles and ultrafine $Al_{13}Fe_4$ formed by the reaction between undissolved Fe particles and the Al melt while nano-particles of $Al_{13}Fe_4$ originated from the precipitation of supersaturated Al(Fe) solid solutions. The sintered sample with ball gradation after SPS showed optimized microstructure with coarser α-Al particles and ultrafine $Al_{13}Fe_4$ particles, resulting in good comprehensive properties with 227 HV in microhardness, 845.8 MPa in compressive strength and 13.6% in plastic deformation. The combination of large quantities of coarse α-Al particles and ultrafine $Al_{13}Fe_4$ particles were considered as the reason for high strength and high toughness of Al-Fe alloy.

KEY WORDS mechanical alloying, spark plasma sintering, in situ synthesis, $Al_{13}Fe_4$/Al composite, gradation

作为轻质高强结构材料, Al-Fe合金在汽车、航空航天和军工等领域有着广泛的应用前景, 引起了材料研究者们的广泛关注[1~3]. Gilman和Das[4]研究了Al-Fe合金系, 计划以该合金作为Ti-6Al-4N的替代材料, 以期降低航天器件的生产成本, 发挥Al-Fe合金在航天工业中的作用. Al-Fe合金具有如下特点: (1) Al和Fe是地壳中储量最为丰富的2种金属元素, 来源广、成本低; (2) Al的密度小(2.69 g/cm^3)、延展性好, 合金具有低的弹性模量、高的比强度和比刚度; (3) 过渡族金属Fe在Al中的扩散系数低, 合金组织结构稳定性高; (4) 增强相原位合成, 与基体相容性好, 界面结合强度高[5]. 但是, 传统铸造法制备的Al-Fe合金组织粗大, 性能较差, 其强度远远不能满足应用需求. 为了提高性能, 研究人员[6~14]从细化组织的角度出发, 尝试采用各种方法制备Al-Fe合金. Huang等[6,7]、Zou等[8]及Krasnowski和Kulik[9]用机械合金化(mechanical alloying, MA)法均制备了纳米晶铝铁金属间化合物. Stolyarov等[10]用大塑性变形(severe plastic deformation, SPD)法得到了晶粒尺寸为325~450 nm的超细晶粒组织, 屈服强度为250 MPa, 伸长率高达5.8%. Lee等[11]用摩擦搅拌处理(friction stir processing, FSP)法制备出了Al-Fe原位纳米复合材料, 其弹性模量为91 GPa, 抗拉强度为217 MPa. Nayaka等[12]用快速凝固(rapid solidified processing, RSP)法获得的Al-10Fe合金, 显微硬度高达3.57 GPa. Mukai等[13]和Sasaki等[14]采用电子束物理气相沉积(electron beam-physical vapor deposition, EB-PVD)法, 成功制备出了块体纳米Al-Fe合金, 抗拉强度高达1000 MPa. 这些研究工作对超细晶Al-Fe合金的发展和应用起到了积极的推动作用, 但由于工艺复杂、难以操控、生产效率低等原因, 使其离工业化应用还有一定距离.

机械合金化是一种制备超细粉末材料和非平衡材料的常用工艺[15,16], 而放电等离子烧结(spark plasma sintering, SPS)技术能在较短的烧结时间和较低的烧结温度下制备出组织均匀、晶粒细小的高致密度块体材料[17~20]. 因此, 将这2种工艺结合起来制备超细晶/纳米晶块体材料在近年来倍受重视. Sasaki等[2]首先采用MA-SPS技术制备出了纳米晶Al-5Fe (原子分数, %, 下同)合金, 室温下抗压强度高达1 GPa, 塑性应变达30%, 其大塑性变形归因于粗大α-Al颗粒的变形. 本课题组前期工作[21,22]也采用MA-SPS技术制备出了Al-10Fe合金, 其室温下强度高达1130.9 MPa, 但塑性变形几乎为零, 极大地限制了其工程应用. 近期, 本课题组通过调整MA的工艺参数, 对Al-10Fe合金的组织结构进行了优化, 可使Al-10Fe合金的最大塑性变形量达到13.6%, 强度略有降低而塑性大大提高, 其综合力学性能明显改善. 因此, 本工作旨在探讨MA关键工艺参数, 即磨球级配对MA-SPS原位合成$Al_{13}Fe_4$/Al复合材料的组织结构及性能的改善, 以期获得高强高韧Al-Fe合金, 使其在汽车和航空航天等领域的应用成为可能.

1 实验方法

实验所用原料为Al粉(质量分数为99.9%, 晶粒尺寸< 45 μm)和Fe粉(质量分数为99.8%, 晶粒尺寸< 45 μm). 根据化学计量比Al-10Fe称取Al和Fe粉, 采用QM-3SP4行星式高能球磨机将Al粉和Fe粉在真空环境下球磨80 h. 球磨机转速300 r/min, 球料比20∶1, 过程控制剂采用无水乙醇, 添加量为4% (质量分数), 球磨介质为不锈钢球, 其中大球直径10 mm, 小球直径6 mm, 级配为1∶3. 球磨在室温进行, 每5 h停机一次, 停机冷却0.5 h, 依此循环. 为了对比分析, 亦采用单一尺寸磨球(磨球直径10 mm)对Al-10Fe粉末进行相同时间的球磨. 为了便于分析和表述, 原始Al-10Fe粉末、采用单一尺寸磨球球磨处理和采用磨球级配球磨处理的Al-10Fe粉末分别记为P0, P1, P2.

将MA后的粉末装入直径为15 mm的石墨模具中, 在SPS-3.20MK II型放电等离子烧结装置中进

行真空烧结, 得到直径 15 mm, 长 5 mm 圆柱型试样. SPS 工艺参数为: 升温速率 60 ℃/min, 烧结温度 550 ℃, 保温时间 5 min, 外加轴向压力 80 MPa. 采用单一尺寸磨球MA处理和采用磨球级配MA处理的粉末经SPS烧结后的试样分别记为S1和S2.

采用 XRD-7000S 型 X 射线衍射仪(XRD)对粉末和烧结体进行物相分析, 利用 X′Pert HighScore Plus 软件, 根据 Scherrer 公式[23]估算晶粒尺寸和微观应变; 用 Quanta 200 型扫描电子显微镜(SEM)及其自带的背散射成像(EBSD)系统观察粉末和烧结体的微观组织, 并用 JEM-2100F 型透射电子显微镜(TEM)进一步对烧结体的显微组织结构进行深入观察和分析, 利用能谱仪(EDS)对烧结体中的微观组织进行元素分析; 采用 HV-1000 型显微硬度计测量烧结体硬度, 载荷 2.942 N, 加载时间 15 s, 取 10 个测试点的平均值作为其硬度值; 采用 AG-100KN 型力学性能测试系统测试烧结试的压缩力学性能, 压缩试样尺寸为 2 mm×2 mm×4 mm.

2 实验结果

图 1 是未经 SPS 烧结 Al-10Fe 粉末的 EBSD 像. 由图 1a 可见, 球磨前, 有 2 种颗粒存在, 经 EDS 检测, 白色的为 Fe 颗粒; 灰色的是 Al 颗粒. Al, Fe 颗粒相互独立分布. 经过 80 h 球磨后, 在 P1 和 P2 样品中未发现有单独的 Fe 颗粒存在, 而且颗粒尺寸变小, 这是因为 Al 粉和 Fe 粉经反复的塑性变形、冷焊和断裂后, Fe 颗粒嵌入固溶到 Al 颗粒中, 但是在 P1 样品中, 可以观察到每个颗粒的表面上有细小的白亮 Fe 颗粒存在, 而 P2 样品中未观察到此现象, 表明采用磨球级配 MA 处理更有利于 Al 和 Fe 的混合和固溶, 而且颗粒尺寸更小、分布更均匀, 平均颗粒尺寸约为 10 μm.

图 2 是未经 SPS 烧结 Al-10Fe 粉末的 XRD 谱. 经过 MA 处理的 P1 和 P2 2 个样品中均未观察到新的衍射峰, 表明球磨过程中, Al 和 Fe 未形成 Al-Fe 金属间化合物或生成的量过少, XRD 未能检测到. 对比试样 P0, P1 和 P2 的 XRD 谱可见, 衍射峰的强度逐渐降低且宽化, 衍射峰的位置向右偏移, 表明经过 MA 处理, Fe 原子溶入到 Al 晶格中, 形成了 Al(Fe) 固溶体, 由于 Fe 的原子半径(0.124 nm)小于 Al 的原子半径(0.143 nm), Fe 在 Al 基体中的固溶会导致 Al 晶格常数减小, 导致衍射峰向高角度移动. 利用 Scherrer 公式和 Vegard 公式[24]计算出晶粒尺寸、晶格应变、晶格常数及 Fe 在 Al 中的固溶度, 其变化曲线如图 3 所示. 由图可见, 对于采用磨球级配球磨的粉末, 其晶粒尺寸(9.75 nm)和晶格常数最小而晶格应变和固溶度(质量分数为 6.9%, 原子分数为 3.7%)最大, 这是因为采用磨球级配可增强球磨效果, 从而使晶粒尺寸降低, 同时, 球磨效果的增强使 Al 基体形成了大量的位错, 有利于 Fe 在 Al 中的固溶, 从而引起固溶度和晶格应变的增加.

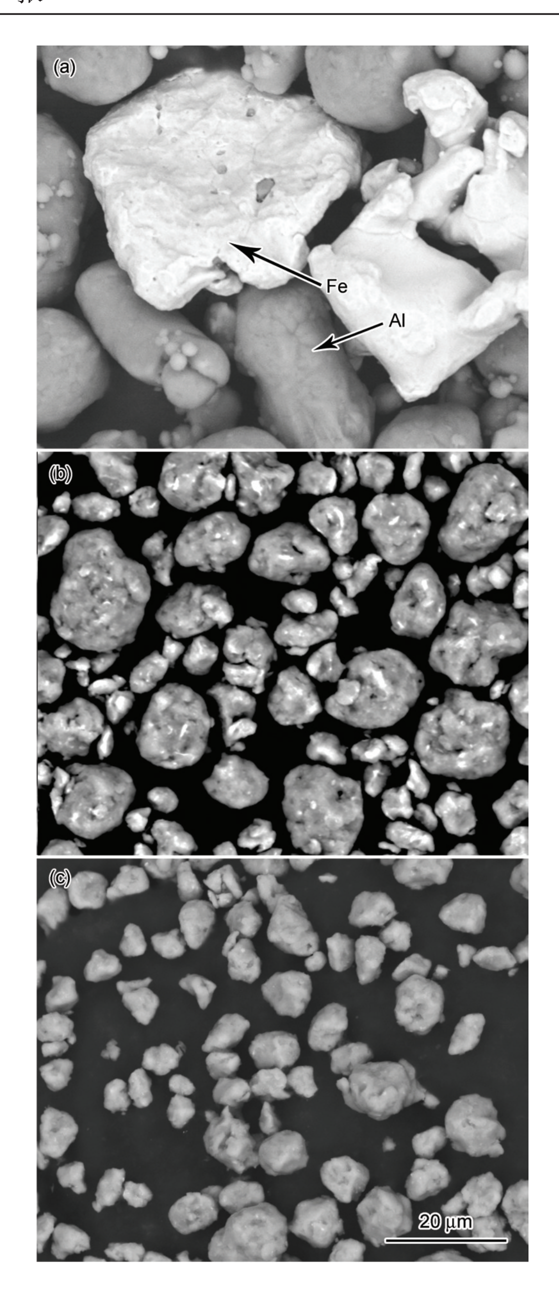


图 1 未经放电等离子烧结(SPS) Al-10Fe 粉末的 EBSD 像

Fig.1 EBSD images of Al-10Fe powders P0 (a), P1 (b) and P2 (c) before spark plasma sintering (SPS) (P0—the original powder, P1—MA treatment with a single grinding ball size, P2 —MA treatment with ball gradation; MA—mechanical alloying)

图 4 是采用单一磨球和磨球级配 MA 处理后的 Al-10Fe 粉末经 SPS 烧结后样品的 XRD 谱. 除了 α-Al 峰外, 还产生了新的物相, 经分析为金属间化

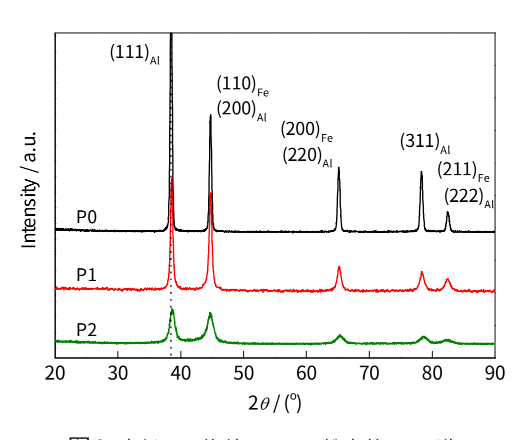


图2　未经 SPS 烧结 Al-10Fe 粉末的 XRD 谱

Fig.2 XRD spectra of Al-10Fe powders before SPS

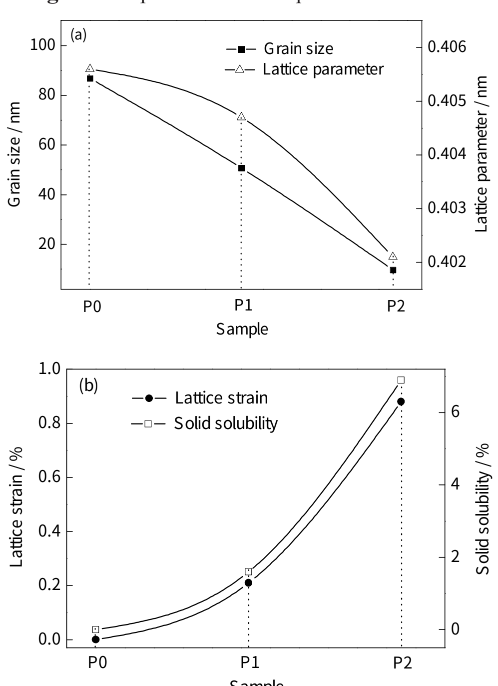


图3　未经 SPS 烧结 Al-10Fe 粉末的晶粒尺寸、晶格应变、晶格常数和固溶度的变化

Fig.3 Grain size, lattice parameter (a) and lattice strain, solid solubility (b) of Al-10Fe powders before SPS

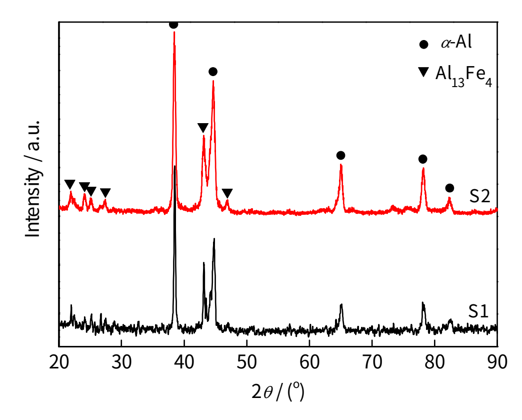


图4　经 SPS 烧结后 Al-10Fe 试样的 XRD 谱

Fig.4 XRD spectra of Al-10Fe powders after SPS (S1—with a single grinding ball size, S2—with gradation)

合物 $Al_{13}Fe_4$.

图 5 是采用单一磨球和磨球级配处理的 Al-10Fe 烧结试样的 EBSD 像. 试样中均未观察到孔洞, 即获得了近全致密 Al 基复合材料, 而且 2 组试样的显微组织相似, 均由黑色相 A, 呈颗粒状的白色相 B 以及灰色相 C 组成. 其中 B 相尺寸为 1~2 μm, 弥散分布在基体中. 由于 C 相尺寸太小, 这里仅分别对 A 和 B 相进行 EDS 能谱分析, 其结果见表 1. 可以看出, 黑色相 A 中 Al 含量高于 98%, 为 α-Al 相; 白色颗粒 B 相含有 Al 和 Fe 元素, 且 Al 和 Fe 原子比接近 13∶4, 结合图 4 可知, 该白色颗粒为 $Al_{13}Fe_4$ 相. 其中 α-Al 相形貌表明, 该相是在烧结过程中粉末颗粒表面融化形成, 由于烧结温度为 550 ℃, 而 Al-Fe 系共

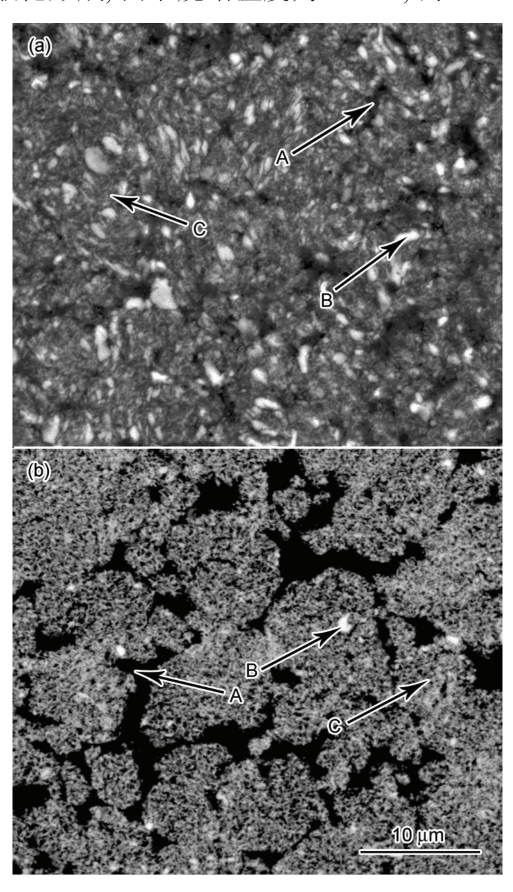


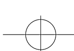
图5　经 SPS 烧结后 Al-10Fe 粉末的 EBSD 像

Fig.5 EBSD images of Al-10Fe powders S1 (a) and S2 (b) after SPS

表1　经 SPS 烧结后 Al-10Fe 粉末的 EDS 结果

Table 1 EDS results of Al-10Fe powders after SPS corresponding to positions in Fig.5a

Sample	Phase	Atomic fraction of Fe / %	
		A	B
S1	α-Al+ $Al_{13}Fe_4$	0.17	22.18
S2	α-Al+ $Al_{13}Fe_4$	1.85	23.94



晶点为620 ℃[25], 在SPS开始阶段, 颗粒外表面的电流密度瞬间达到很高, 产生很高的Joul热, 使外表面层温度达到共晶点而熔化, 冷却后沿颗粒表面形成α-Al相, 这一现象及其形成机理也与文献[2,3]一致. 与采用单一尺寸磨球MA处理的试样S1相比, 采用磨球级配处理的试样S2中黑色α-Al相尺寸较大、数量较多而白色微米级颗粒$Al_{13}Fe_4$相数量较少.

3 分析讨论

图6a和b分别是采用单一尺寸磨球和磨球级配处理的试样S1和S2对应的TEM明场像. 由图6a可见, S1的C区组织由短棒状和椭圆形超细颗粒(尺寸为0.1~1.0 μm)、黑色纳米颗粒(尺寸小于100 nm)和白色α-Al基体组成. 由文献[21]可知, S1中短棒状和椭圆形超细颗粒以及黑色纳米颗粒都是$Al_{13}Fe_4$相. 由图6b可见, S2的C区组织也是由α-Al相和$Al_{13}Fe_4$相构成, 但$Al_{13}Fe_4$相是以交错分布的短棒状超细颗粒(0.1~1.0 μm)和纳米颗粒(20 nm)形态存在. 图6c和d分别是其白色基体和短棒状颗粒的选区衍射花样, 表明白色基体为α-Al相, 黑色短棒状颗粒为$Al_{13}Fe_4$相, 且S2的超细颗粒$Al_{13}Fe_4$相多于试样S1.

由以上分析可知, $Al_{13}Fe_4$相以3种形态弥散分布在α-Al基体中: 粗大的颗粒相(1~2 μm), 椭圆形或短棒状超细颗粒(0.1~1.0 μm)以及纳米颗粒(约20 nm). 其中, 纳米颗粒$Al_{13}Fe_4$相由Fe从过饱和Al(Fe)固溶体中析出生成[2,3], 另外2种形态的$Al_{13}Fe_4$相可能是未固溶的Fe在SPS过程中直接与Al原位反应生成的. 以采用磨球级配处理的Al-10Fe为例, 对直接原位反应的$Al_{13}Fe_4$相的量进行了统计, 通过下式可计算出未固溶的Fe与Al原位生成的$Al_{13}Fe_4$相的体积分数V[26]:

$$V = \frac{M_{Al} \times 13 + M_{Fe} \times 4}{M_{Fe} \times 4} \cdot \frac{\rho}{\rho_{Al_{13}Fe_4}} \cdot (M - S) \tag{1}$$

式中, M_{Al}和M_{Fe}分别是Al和Fe的相对原子质量, ρ是

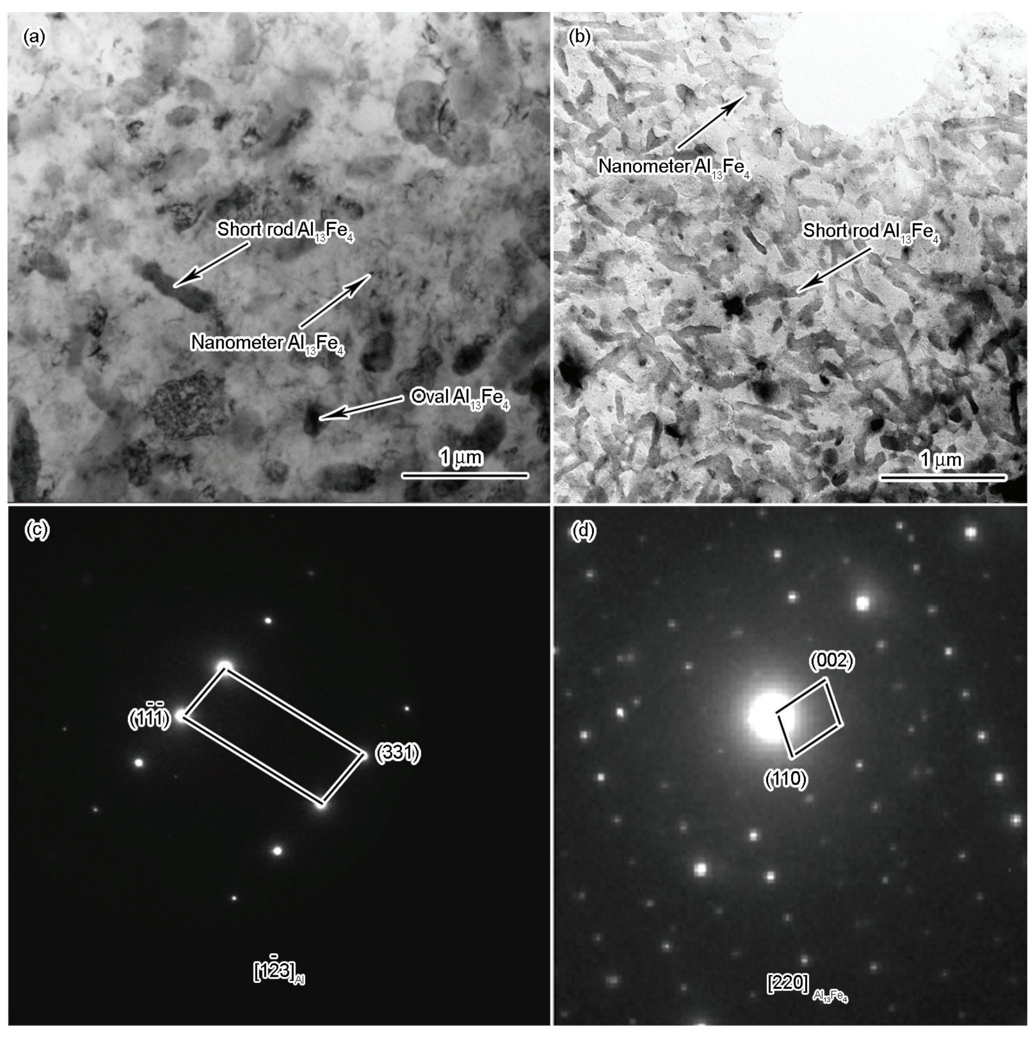


图6 经SPS烧结后Al-10Fe粉末TEM像和SAED谱

Fig.6 Bright field TEM images (a, b) and SAED patterns (c, d) of Al-10Fe powders S1 (a, c) and S2 (b, d)

烧结体的密度(Al-10Fe烧结体密度为3.147 g/cm^3), $\rho_{Al_{13}Fe_4}$ 是$Al_{13}Fe_4$的密度[27], M是Fe在初始粉末中质量分数, S是Fe在Al中经过80 h机械合金化后的固溶度(质量分数), 经计算结果为25.1%. 另外, 使用软件 IPWIN Application 直接对大颗粒、超细颗粒$Al_{13}Fe_4$进行统计, 其体积分数为25.6%, 统计结果与理论计算结果(25.1%)吻合, 充分证明大颗粒和超细颗粒$Al_{13}Fe_4$是未固溶到Al晶格中的Fe直接与Al反应原位生成的.

图7所示是经SPS烧结后Al-10Fe试样的压缩应力-应变曲线. 由图可知, 试样S1的应力-应变曲线没有屈服平台, 可认为没有塑性或者塑性很差, 而试样S2的应力-应变曲线有一个明显的屈服平台, 且塑性应变高达13.6%, 其塑性得到明显改善. 同时对制备的试样进行硬度测试, 其结果如表2所示. 可以看出, 与试样S1相比, 试样S2的硬度和抗压强度减小, 而塑性应变显著增加.

材料的性能取决于组织结构, 经统计计算和实验验证, 采用单一尺寸磨球和磨球级配处理的烧结试样S1和S2生成了总含量相同的$Al_{13}Fe_4$相, 但试样S2中大颗粒$Al_{13}Fe_4$相的数量少, 而短棒状超细颗粒$Al_{13}Fe_4$相多, 另试样S2中分布着更多的大颗粒 α-Al相(图5), 由文献[2]报道可知, 大颗粒α-Al相有利于改善材料的塑性. 因此, 在大颗粒α-Al和超细增强相$Al_{13}Fe_4$颗粒的共同作用下, 试样的塑性得到了提高.

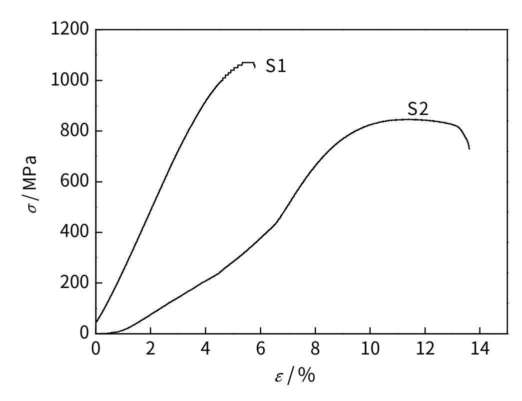


图7 经SPS烧结后Al-10Fe粉末的压缩应力-应变曲线

Fig.7 Compressive stress-strain curves of Al-10Fe powders after SPS (σ—stress, ε—strain)

表2 经SPS烧结后Al-10Fe粉末的力学性能

Table 2 Mechanical properties of Al-10Fe powders after SPS

Sample	Vickers hardness HV	Compressive strength σ_{max} / MPa	Plastic deformation ε / %
S1	297	1130.9	–
S2	227	845.8	13.6

4 结论

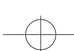
(1) 采用磨球级配可有效增强球磨效果, 采用磨球级配机械合金化处理的Al-10Fe粉末的晶粒尺寸为9.75 nm, 固溶度为6.9%, 远高于其极限平衡固溶度.

(2) 采用放电等离子烧结技术获得了近全致密$Al_{13}Fe_4$/Al复合材料, 该复合材料的组织由α-Al和$Al_{13}Fe_4$ 2相构成, $Al_{13}Fe_4$相以大颗粒(1~2 μm)、椭圆形或短棒状超细颗粒(0.1~1.0 μm)和纳米颗粒(20 nm) 3种形态存在, 大颗粒和超细颗粒$Al_{13}Fe_4$由未固溶的Fe与Al直接反应原位生成, 纳米颗粒$Al_{13}Fe_4$是Fe从过饱和Al(Fe)固溶体中析出生成. 经磨球级配处理的烧结试样中含有较多的大颗粒α-Al相和超细颗粒$Al_{13}Fe_4$相.

(3) 采用磨球级配处理的烧结试样塑性明显得到提高, 最大塑性应变达13.6%.

参考文献

[1] Krasnowski M, Kulik T. *Intermetallics*, 2010; 18: 47
[2] Sasaki T T, Mukai T, Hono K. *Scr Mater*, 2007; 57: 189
[3] Sasaki T T, Ohkubo T, Hono K. *Acta Mater*, 2009; 57: 3529
[4] Gilman P S, Das S K. *Met Powder Rep*, 1989; 44: 616
[5] Koch C C. *Mater Sci Eng*, 1998; A244: 39
[6] Huang B, Ishihara K N, Shingu P H. *Mater Sci Eng*, 1997; A231: 72
[7] Huang B, Ishihara K N, Shingu P H. *Trans Nonferrous Met Soc*, 1999; 9: 747
[8] Zou Y, Sajib S, Kusabirakib K. *Mater Res Bull*, 2002; 37: 123
[9] Krasnowski M, Kulik T. *Mater Chem Phys*, 2009; 116: 631
[10] Stolyarov V V, Soshnikova E P, Brodova I G. *Phys Met Metall*, 2002; 93: 567
[11] Lee I S, Kao P W, Ho N J. *Intermetallics*, 2008; 16: 1104
[12] Nayaka S S, Murty B S, Pabi S K. *Bull Mater Sci*, 2008; 31: 449
[13] Mukai T, Suresh S, Kita K. *Acta Mater*, 2003; 51: 4197
[14] Sasaki, Kita K, Nagahora J. *Mater Trans*, 2001; 42: 1561
[15] Kim Y W, Griffith W M. *Dispersion Strengthened Aluminum Alloys*. Warrendale, PA: TMS, 1988: 157
[16] Massalski T B, Okamoto H. *Binary Alloy Phase Diagrams*. Materials Park, OH: AMS, 1996: 147
[17] Yue M, Zhang J X, Liu X B, Xiao Y F. *J Magn Magn Mater*, 2004; 2: 271
[18] Xie G, Ohashi, O, Yoshida T, Song M, Mitsuishi K, Yasuda H, Furuya K, Noda T. *Mater Trans*, 2001; 42: 1846
[19] Olevsky E, Froyen L. *Scr Mater*, 2006; 55: 1175
[20] Kim C K, Lee H S, Shin S Y, Lewis D B. *J Alloys Compd*, 2008; 453: 1
[21] Gu J, Gu S S, Xue L H, Wu S S, Yan Y W. *Mater Sci Eng*, 2012; A558: 684



[22] Gu J, Gu S S, Xue L H, Wu S S, Yan Y W. *Acta Metall Sin*, 2013; 49: 435
(顾 健, 古飒飒, 薛丽红, 吴树森, 严有为. 金属学报, 2013; 49: 435)
[23] Guo J L, Sheng Y N. *J Inn Mong Norm Univ*, 2009; 38: 357
(郭金玲, 沈岳年. 内蒙古师范大学学报, 2009; 38: 357)
[24] Pearson W B. *A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys*. Berlin: Pergamon, 1967: 1
[25] Murray J L. *Mater Res Soc Symp Proc*, 1983; 19: 249
[26] Yan Y W, Chen Z, Fu Z Y. *Acta Mater Compos Sin*, 2005; 22(2): 6
(严有为, 陈 哲, 傅正义. 复合材料学报, 2005; 22(2): 6)
[27] Villars P, Calvert L D. *Pearson's Handbook of Crystallographic Data for Intermetallic Phases*. 2nd Ed., Materials Park, OH: AMS, 1991: 1

(责任编辑:罗艳芬)

